

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 05-059429

(43)Date of publication of application : 09.03.1993

---

(51)Int.Cl. C21D 6/00  
C21D 8/02  
C22C 38/00  
C22C 38/04

---

(21)Application number : 03-222777

(71)Applicant : NIPPON STEEL CORP

(22)Date of filing : 03.09.1991

(72)Inventor : TAKAHASHI MANABU  
SAKUMA KOJI  
AKISUE OSAMU

---

**(54) PRODUCTION OF HIGH STRENGTH COLD ROLLED SHEET OF DUAL-PHASE STEEL  
EXCELLENT IN WORKABILITY**

**(57)Abstract:**

**PURPOSE:** To produce a cold rolled sheet of a high strength dual-phase steel which has a phase composed essentially of ferrite and bainite and also has superior workability by subjecting a slab of a steel with specific composition to hot rolling and cold rolling under respectively specified conditions and applying heat treatment to the resulting steel sheet under specific temp. conditions.

**CONSTITUTION:** A slab of a steel which has a composition containing, by weight, 0.05-0.40% C, 0.5-3.00% Si, and 0.5-2.50% Mn or further containing Ni, Cr, Cu, Mo, Nb, Ti, etc., is hot-rolled, and the resulting plate is coiled at a temp. not lower than the bainite transformation point, by which a hot rolled steel plate having a structure consisting of ferrite and pearlite is formed. Successively, the plate is cold-rolled and then heated and annealed at the temp.  $T_s$  where the value of  $S$  represented by  $S = (T_s - A_{c1}) / (A_{c3} - A_{c1})$  is regulated to 0.2-0.75. Subsequently, the sheet is cooled down to 550-700° C at (1 to 10° C)/sec cooling rate, further cooled rapidly down to 200-500° C at (10-200° C)/sec cooling rate, held at 300-500° C for 15sec-20min, and cooled down to room temp. By this method, the high strength steel sheet which has a dual-phase structure composed essentially of ferrite and bainite and containing retained austenite and also has superior ductility can be produced.

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平5-59429

(43)公開日 平成5年(1993)3月9日

(51)Int.Cl. <sup>5</sup>	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 1 D 6/00	Y	9269-4K		
8/02	A	7412-4K		
C 2 2 C 38/00	3 0 1 A	7217-4K		
38/04				

審査請求 未請求 請求項の数3(全 11 頁)

(21)出願番号 特願平3-222777

(22)出願日 平成3年(1991)9月3日

(71)出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72)発明者 高橋 学

富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技  
術開発本部内

(72)発明者 佐久間 康治

富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技  
術開発本部内

(72)発明者 秋末 治

富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技  
術開発本部内

(74)代理人 弁理士 茶野木 立夫 (外1名)

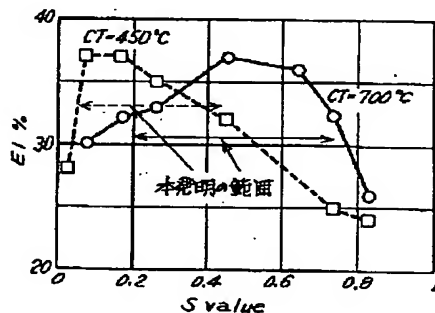
(54)【発明の名称】 加工性に優れた高強度複合組織冷延鋼板の製造方法

(57)【要約】

【目的】 本発明は、鋼の成分と冷延後の焼鈍方法を調整し、鋼板中の残留オーステナイト量を制御して延性の良好な高強度鋼板を製造する方法を提供する。

【構成】  $C=0.05\sim0.4$ ,  $Si=0.5\sim3.0$ ,  $Mn=0.5\sim2.5$ 重量%を含む鋼を冷延した後に2相域高温(高CTの場合)もしくは低温(低CTの場合)に加熱し、その後 $200\sim500^{\circ}\text{C}$ まで冷却し、 $300\sim500^{\circ}\text{C}$ で適当な時間の保持を行うことによって鋼板のミクロ組織を制御する。これにより、フェライトとベイナイトを主相として更に室温で安定なオーステナイトを含有する鋼板が製造でき、高強度と高い延性を両立させた鋼板の製造が可能となる。

【効果】 加工用自動車鋼板板厚を減少し、自動車の車体軽量化に貢献する。



## 【特許請求の範囲】

## 【請求項1】 重量%で

C : 0.05~0.40%、

Si : 0.5~3.00%、

Mn : 0.5~2.50%、

残部Fe及び不可避免の不純物からなる鋼材を熱延後冷却し、鋼材のベイナイト変態温度以上の温度で巻取り、熱延鋼板の組織をフェライト+微細パーライトとした後、その鋼板を冷延し、 $S = (T_s - A_{c1}) / (A_{c3} - A_{c1})$ の値が $0.2 \leq S \leq 0.75$ の範囲となる焼鈍加熱温度 $T_s$ に加熱し、その後 $1 \sim 10^\circ\text{C}/\text{sec}$ の冷却速度で $550 \sim 700^\circ\text{C}$ の範囲まで冷却し、引き続いて $10 \sim 200^\circ\text{C}/\text{sec}$ の冷却速度で $200 \sim 500^\circ\text{C}$ まで冷却した後、 $300 \sim 500^\circ\text{C}$ の温度範囲で15秒~20分保持し、室温まで冷却することにより、フェライトとベイナイトを主相とするフェライト+ベイナイト+残留オーステナイト複合組織とすることを特徴とする加工性に優れた高強度複合組織冷延鋼板の製造方法。

【請求項2】 鋼材のベイナイト変態温度以下の温度で巻取り、熱延鋼板の組織をフェライト+ベイナイトもしくはフェライト+パーライト+ベイナイトもしくはベイナイト単相とした後、その鋼板を冷延し、 $S = (T_s - A_{c1}) / (A_{c3} - A_{c1})$ の値が $0.05 \leq S \leq 0.45$ の範囲となる焼鈍加熱温度 $T_s$ に加熱し、その後 $1 \sim 10^\circ\text{C}/\text{sec}$ の冷却速度で $550 \sim 700^\circ\text{C}$ の範囲まで冷却し、引き続いて $10 \sim 200^\circ\text{C}/\text{sec}$ の冷却速度で $200 \sim 500^\circ\text{C}$ まで冷却した後 $300 \sim 500^\circ\text{C}$ の温度範囲で15秒~20分保持し、室温まで冷却することにより、フェライトとベイナイトを主相とするフェライト+ベイナイト+残留オーステナイト複合組織とすることを特徴とする請求項1記載の加工性に優れた高強度複合組織冷延鋼板の製造方法。

【請求項3】 Ni, Cr, Cu, Mo, Nb, Tiのうち1種または2種以上の添加元素を合計2%以下添加することを特徴とする請求項1または2記載の加工性に優れた高強度複合組織冷延鋼板の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は加工性に優れた高強度複合組織冷延鋼板の製造方法に関するものである。

## 【0002】

【従来の技術】 近年、自動車の快適性、安全性に加えて車体の軽量化に対する要求が大きくなってきている。これは地球規模で考えた省エネルギー及び環境問題に対する要求であり、軽量化による車両燃費の向上とCO<sub>2</sub>などの有害排気ガスの減少をその目的としている。このような目的を達成させるためには車体構造に利用される材料の強度を向上させその材料厚みを減少させることか、新たな低比重の材料を用いることなどが必要である。

【0003】 新たな低比重材料（例えばAl, Mg等）

を利用する場合、価格、安定供給量の観点から、従来車体構成材料の中心として利用されてきた鋼板と共存状態での利用が前提となると考えられる。この場合に最も問題となるのはスクラップのリサイクルであり、他材料と混合した鋼板スクラップはその後の利用では多くのエネルギー、コストを費やして再利用される必要がある。従って地球全体としてのエネルギーミニマム、環境保持を目指す上では特殊な部位を除いては、単一材料（すなわち鋼材）での軽量化対策が非常に重要となり、鋼材のより一層の高強度化が期待されている。

【0004】 上記要求に加えて、車体構成部位の一体成形は、製造工程の簡略化、連続化のために重要な技術的要請と考えられる。このような近代化されつつある成形工程で用いられる鋼材の中で、特に薄鋼板を考えると、良好な成形性を有することがその鋼板の選択基準となる。薄鋼板の成形性の良否は、伸び、ランクフォードの塑性歪比（ $r$ 値）、加工硬化指数（ $n$ 値）や降伏強度で判断され、複雑な部品の一体成形のためには伸びや $n$ 値が高いことが一つの必要条件となる。

【0005】 伸びや $n$ 値の大きな鋼板の例としては、従来フェライトとマルテンサイト2相組織のDual Phase (DP) 鋼が知られている。DP鋼は特公昭56-18051号公報や特公昭59-45735号公報などで示されているように、 $50 \sim 80 \text{ kgf}/\text{mm}^2$ で最大30~35%程度の全伸びを得ることができる。しかしながら従来比較的低強度（ $35 \sim 45 \text{ kgf}/\text{mm}^2$ ）の薄鋼板が用いられているような複雑な加工を要求される部位への適用では十分な強度-延性バランスとは言い難い。

【0006】 この材質を更に向上させるための方法として最近、フェライト、ベイナイト及びオーステナイトの混合組織（もしくは一部マルテンサイトを含む）をミクロ組織として持つ高強度複合組織鋼板が提案されている。この鋼板は室温で残留しているオーステナイトが成形時にマルテンサイトに変態することによって高い延性を示す「変態誘起塑性」を利用するものである。

【0007】 変態誘起塑性を利用した鋼はTRIP鋼として知られているように、例えばZackayら（V. F. Zackayら：Trans. ASM vol.60 (1967) 252）が示すように、 $70 \text{ kgf}/\text{mm}^2$ 以上で最大90%程度の高延性が達成されている。しかしながらこのようなTRIP鋼は高価な合金元素を大量に添加する必要があるなど必ずしもここでの要求に合致しない。

【0008】 このような問題を解決したものとして、特開昭61-157625号公報記載のように自動車用鋼板のような大量生産が前提となる廉価な用途に合致した薄鋼板の製造方法が示されている。この先願特許で述べられている技術は、Siの添加によって炭化物の析出を抑制し、低温でのフェライト変態（ベイナイト変態）を

進行させることによって、未変態オーステナイト中に効果的に炭素を濃化させ、オーステナイトを安定化させるものである。

#### 【0009】

【発明が解決しようとする課題】従来の技術（例えば上記特開昭 61-157625号公報）においては、冷延前の熱延鋼板のミクロ組織が異なった場合に、的確な焼鈍条件を与える方法が得られておらず、種々の成分系について最良の製造条件が提示されていない。

#### 【0010】

【課題を解決するための手段】本発明者らは種々の合金元素を適当に添加した鋼について広範囲の製造条件を包含した実験を行った結果、最終的に得られる冷延・焼鈍鋼板の材質が冷延前の熱延板のミクロ組織と焼鈍条件の適正な組み合わせによって最適化できることを見いだした。すなわち

(1) 重量%で C: 0.05~0.40%、Si: 0.5~3.00%、Mn: 0.5~2.50% を含む残部 Fe 及び不可避免的な不純物からなる鋼材を熱延後冷却し、鋼材のベイナイト変態温度以上の温度で巻取り、熱延鋼板の組織をフェライト+微細パーライトとした後、その鋼板を冷延し、 $S = (T_s - A_{c1}) / (A_{c3} - A_{c1})$  の値が  $0.2 \leq S \leq 0.75$  の範囲となる焼鈍加熱温度  $T_s$  に加熱し、その後  $1 \sim 10^\circ\text{C}/\text{sec}$  の冷却速度で  $550 \sim 700^\circ\text{C}$  の範囲まで冷却し、引き続いて  $10 \sim 200^\circ\text{C}/\text{sec}$  の冷却速度で  $200 \sim 500^\circ\text{C}$  まで冷却した後  $300 \sim 500^\circ\text{C}$  の温度範囲で 15 秒~20 分保持し、室温まで冷却することにより、フェライトとベイナイトを主相とするフェライト+ベイナイト+残留オーステナイト複合組織とすることを特徴とする加工性に優れた高強度複合組織冷延鋼板の製造方法。

【0011】(2) 重量%で C: 0.05~0.40%、Si: 0.5~3.00%、Mn: 0.5~2.50% を含む残部 Fe 及び不可避免的な不純物からなる鋼材を熱延後冷却し、鋼材のベイナイト変態温度以下の温度で巻取り、熱延鋼板の組織をフェライト+ベイナイトもしくはフェライト+パーライト+ベイナイトもしくはベイナイト単相とした後、その鋼板を冷延し、 $S = (T_s - A_{c1}) / (A_{c3} - A_{c1})$  の値が  $0.05 \leq S \leq 0.45$  の範囲となる焼鈍加熱温度  $T_s$  に加熱し、その後  $1 \sim 10^\circ\text{C}/\text{sec}$  の冷却速度で  $550 \sim 700^\circ\text{C}$  の範囲まで冷却し、引き続いて  $10 \sim 200^\circ\text{C}/\text{sec}$  の冷却速度で  $200 \sim 500^\circ\text{C}$  まで冷却した後  $300 \sim 500^\circ\text{C}$  の温度範囲で 15 秒~20 分保持し、室温まで冷却することにより、フェライトとベイナイトを主相とするフェライト+ベイナイト+残留オーステナイト複合組織とすることを特徴とする加工性に優れた高強度複合組織冷延鋼板の製造方法。

【0012】(3) 上述の方法において Ni, Cr, Cu, Mo, Nb, Ti のうち 1 種または 2 種以上の添加

元素を合計 2% 以下添加することを特徴とする加工性に優れた高強度複合組織冷延鋼板の製造方法。

#### 【0013】

【作用】一般的な高強度冷延鋼板は析出強化型を除いて、冷延前の鋼板の強度を低レベルに維持するために熱延後比較的高温で巻取られる場合が多い。従ってこの場合の冷延前初期組織は通常フェライト+パーライト 2 相組織となり、高温で長時間保持されることから、Mn 等の合金元素が各相に十分に分配される。鋼板は冷延された後にフェライト+オーステナイト 2 相域に加熱されるが、この時にオーステナイトが生成する場所は冷延前にパーライト組織（パーライト中のセメンタイト相）であった場所に一致する。

【0014】従ってパーライト中のセメンタイト相への合金元素（例えば Mn）の濃化を許すことは 2 相域加熱で生成したオーステナイトの焼き入れ性を上げることにつながる。このことはその後の冷却中にオーステナイトがフェライトに変態しにくいことを意味し、最終的な鋼板のミクロ組織中の低温変態生成物（ベイナイト）の体積率が増加し、鋼板の強度が上昇する。

【0015】このことは全ての場合にとって歓迎すべきこととは限らない。ベイナイトは高温で生成するフェライト相に比較して硬質であるが脆い。従って、強度レベルが低い鋼板を製造するためには、ベイナイト相をできる限り少量に制限する必要がある、このためには必要以上にオーステナイトの焼き入れ性を上げることは望ましくない。

【0016】しかしながら、2 相域加熱時に生成するオーステナイト中の合金濃度（例えば Mn 濃度）を上げることは一方ではオーステナイトの安定性を上げることでオーステナイトの残留を容易にすると考えられる。従ってオーステナイトの焼き入れ性を上げることとその後の熱処理条件は注意深く選択される必要がある。

【0017】本発明者らは冷延前の組織を変化させて 2 相域加熱時に生成するオーステナイトの焼き入れ性を变化させた場合に最も有効な熱処理条件を調査し、以下のような事実を見いだした。

【0018】熱延後の巻取り温度を鋼板のベイナイト変態温度以上の高温とした場合には、冷延前組織はフェライト+パーライトとなり、パーライト中のセメンタイトには Mn 等のオーステナイト安定化元素が濃化する。この鋼板を冷延後 2 相域に加熱した際には、オーステナイトは Mn の濃化セメンタイト上に生成し、その結果としてこのオーステナイトは非常に高い焼き入れ性を有することになる。その後通常の連続焼鈍工程にそった冷却履歴を採用した場合には、オーステナイトからのフェライト変態が著しく抑制されることから最終的に得られる鋼材の強度が必要以上に上昇し、その結果として延性の劣化をもたらす。

【0019】このような欠点をカバーするためには鋼材

の  $A_{c1}$  と  $A_{c3}$  温度で決定される  $S = (T_s - A_{c1}) / (A_{c3} - A_{c1})$  の値が、 $0.2 \leq S \leq 0.75$  の範囲になるような比較的高温の焼鈍加熱温度  $T_s$  に加熱することが有効であることが判明した(図1、図2参照)。

【0020】図1はC/0.12, Si/1.2, Mn/1.5%の鋼を熱延後700℃及び450℃で巻取り、冷延して0.8mm厚とした後、種々の焼鈍加熱温度で焼鈍してS値を広範囲に変化させ、その後680℃まで5℃/sで、その後80℃/sでそれぞれ冷却し、400℃で5分の等温保持後室温まで空冷した鋼板の延性のS値依存性を示したものである。図2はC/0.20, Si/1.2, Mn/1.25重量%の鋼について図1と同一の評価をした結果を示している。

【0021】一方熱延後の巻取り温度を鋼板のベイナイト変態温度以下とした場合の冷延前ミクロ組織は、フェライト+ベイナイト及び一部は冷却中に生成したパーライトを含む場合があるが、これらの相中のセメンタイトへのMn等の合金元素の濃化は、通常無視できる程度の量であることから、このセメンタイト上に生成したオーステナイトの焼き入れ性は、鋼板母材の焼き入れ性とほぼ同一であると考えられる。

【0022】この時の冷延後の2相域加熱は上記のSの値が $0.05 \leq S \leq 0.45$ の範囲内になるような比較的低温の焼鈍加熱温度に加熱した場合に良好な延性が得られることが判明した(図1、図2参照)。

【0023】以下に本発明の重要な要素の作用の詳細について述べる。

C：上記のごとく本発明の対象は、室温での加工誘起変態(TRIP効果)によって優れた加工性を示す高強度鋼板の製造方法を与えるものである。オーステナイトを室温で残留させるためにはMn, Ni等のオーステナイト安定化元素を大量に含むか、もしくはより安価なオーステナイト安定化元素であるCを十分に濃化させることが必要となる。従ってCは本発明において最も重要な要素といえる。

【0024】上記の通りオーステナイトを室温でも安定に存在させるためには、オーステナイト中の炭素濃度はおよそ1重量%程度必要である。残留オーステナイトを含む本発明鋼が、他の高強度鋼板に対して十分な優位性を示すためには、鋼中に0.05%以上のC含有が必要であるのでこれを炭素の下限値とする。一方0.4%超の炭素濃度は鋼板を脆化させ、また溶接性を著しく悪化させるのでこれをC含有量の上限とする。

【0025】Si：Siはオーステナイトを室温でも安定なほど炭素濃化させるために最も重要な添加元素である。鋼板をフェライト+オーステナイト2相域に加熱し、冷却時にフェライト変態を進行させることによってオーステナイト中に炭素を濃化させることが本発明の技術の中心であるが、フェライト変態の進行と共に(従っ

てオーステナイト中の炭素濃度の上昇と共に)炭化物の生成が起こり易くなり、高温ではパーライト、低温では上部ベイナイトが生成されるようになり、オーステナイト中の全炭素量を減少させ、結果として残留オーステナイト量を減少させることとなる。

【0026】Siはよく知られているように炭化物(ここではセメンタイト)に固溶しないために、炭化物の生成を著しく遅らせる働きがある。これにより炭化物の形で炭素原子を浪費すること無く効率よいオーステナイトへの炭素濃化を可能にする。この働きのためには0.5%以上のSi添加が不可欠である。

【0027】Siはこのときフェライト中に固溶し、フェライトを強化することから、不必要に多量の添加は鋼板の加工性の低下をもたらす。従ってその添加量を3%以下と限定した。2%以上の添加の際には若干の延性劣化が認められることから、特に強度上の要請が強くない場合には、Si添加量を好ましくは0.5~2.0重量%の範囲にする。

【0028】Mn：MnもSi同様炭化物の生成を遅らす働きがあることからオーステナイトの残留に貢献する添加元素である。これに加えて、Mn添加はオーステナイトのマルテンサイト変態開始温度を低くする。オーステナイトを室温で安定にするためには上述の通り炭化物の析出を抑えてオーステナイト中の炭素濃度を高めることが必要だが、同時にそのオーステナイトのマルテンサイト変態開始温度を低下させることも重要である。

【0029】もしもマルテンサイト変態温度が室温よりも高温であれば、オーステナイトの一部は不可避免的にマルテンサイトに変態し、鋼板の強度を上げると共に延性の劣化をもたらす。このような目的のためには0.5%以上のMn濃度が必要であるが、多量のMn添加は鋼板の焼き入れ性を不必要に高め強度上昇と共に延性の劣化の可能性が高まる。従ってMnの上限値を2.5%とする。

【0030】Mn添加量が多い場合には鋼材の焼き入れ性が高まり、製品の材質(強度、延性等)のバラツキが大きくなることから、好ましくは、Mn添加量を0.5~2.0重量%の範囲に設定する。

【0031】その他の添加元素：Ni, Crはその単独もしくは複合の添加によってオーステナイトを安定化させることができ、オーステナイトの残留に有利であると考えられる。またMo等の鋼の焼き入れ性を増す元素の添加も有効である。これらの元素はセメンタイトの析出を遅くすることからもオーステナイトの残留に有効である。

【0032】Nb, Tiは炭化物(Nb(C, N), Ti(C, N)等)の析出強化による強度調整のために添加される。またCuについてはSi同様セメンタイトへ固溶しにくいことから炭化物の析出開始を遅らせ、オーステナイトの炭素濃化の進行を助けると同時に強度調整

のためにも用いられる。しかしながら必要以上にこれらの合金元素を添加することは、鋼板の製造コストを高めるのみならず、強度上昇にともなう延性の劣化をもたらすことからトータルとして2%以下の添加に制限する。

【0033】熱延後の巻取り条件と焼鈍加熱温度：熱延後の巻取り温度は冷延前組織中のセメンタイトへの合金元素濃化に大きな影響を及ぼす。巻取り温度が鋼材のベイナイト変態温度以上である場合に得られるセメンタイトは著しくMn等のオーステナイト安定化元素の濃化が認められ、2相域焼鈍時にセメンタイト上に生成するオーステナイトの焼き入れ性を著しく高める。従って鋼材のA<sub>c1</sub>、A<sub>c3</sub>温度及び焼鈍加熱温度T<sub>s</sub>で定義される値S：

$$S = (T_s - A_{c1}) / (A_{c3} - A_{c1})$$

が0.2以下の場合には、フェライト+オーステナイト2相域加熱であっても良好な延性は得られないので、これを高温での巻取りを行った場合の焼鈍加熱温度の下限值とする。

【0034】このように熱延巻取り温度が高温の場合には、2相域加熱焼鈍の焼鈍温度は高温ほど良好な材質を示すが、上記S値が0.75を超すと急激に延性の劣化が生じることから、これを高温で巻取りを行った場合の焼鈍加熱温度の上限とした。また熱延後の巻取り温度が鋼材のベイナイト変態温度以下の場合には、焼鈍加熱温度はフェライト+オーステナイト2相域で低温ほど良好な延性を示す。しかしながら上記S値が0.05以下の場合には十分な量の残留オーステナイトが得られず良好な延性が達成されないため、これを低温で巻取りを行った場合の焼鈍加熱温度の下限值とした。また焼鈍加熱温度を上げると延性は単純に劣化することから、S値の上限を0.45と制限した。

【0035】冷延後の熱処理条件：良好な延性は残留オーステナイトの存在のみならず軟質なフェライト相の存在にもよることが判明しており、2相域加熱に引き続き行われる冷却をコントロールして、フェライト変態を十分に進行させることが重要である。この目的のために、2相域での加熱後フェライト変態量をできるだけ増大させるために1~10℃/秒の冷却速度で550℃~700℃まで冷却する。冷却速度の下限値は実操業で達成できる最低の冷却速度として1℃/秒とする。また10℃/秒以上の冷却速度でこの温度領域を冷却することはフェライト変態の十分な進行を阻害するためにこれを上限とした。1~10℃/秒での冷却を550℃以下まで行った場合にはフェライトのみならずパーライトの生成が認められ、鋼中の炭素を炭化物(セメンタイト)の形で消費し、最終的に残留するオーステナイトへの炭素濃化を大きく阻害し、また700℃以上でこの冷却を完了させた場合には得られるフェライト変態量が十分でない。

【0036】このようにして十分なフェライト変態量が得られた後に、鋼板は10~200℃/秒の冷却速度で

200~450℃まで冷却される。このとき10℃/秒以下の冷却速度ではパーライトの生成が認められるのでこれを下限とした。また実操業ラインでの到達可能な冷却速度から上限冷却速度を決定した。

【0037】また冷却停止温度を200℃以下にすることはマルテンサイト変態を起こす可能性があり避ける必要があり、500℃以上ではベイナイト変態と同時に炭化物(セメンタイト)の析出が起り、オーステナイトを室温で残留させるためには不利であるのでこれらを上限、下限とした。

【0038】引き続き行われるベイナイト変態処理(オーステンパー処理)温度は、炭化物生成が認められる500℃以上を避け、またフェライト中に炭化物を含む下部ベイナイトの生成が認められない300℃以上とする。実製造工程である連続焼鈍ラインでの生産効率からは、ベイナイト変態処理温度を350~450℃にすることが好ましい。

【0039】上記冷却停止温度をベイナイト変態処理温度以下にした場合には、ベイナイト処理前に急速加熱装置を導入する必要がある。このような再加熱処理を行っても上記の温度範囲を確保する限り優れた加工性の鋼板が得られることが確認されている。

【0040】これらの適当なベイナイト変態処理温度で未変態オーステナイトの炭素濃化に実質意味のあるベイナイト変態量を得るためには最低15秒以上必要なことが確認された。しかし、不必要に長時間保持することは未変態オーステナイトのパーライトへの変態や未変態オーステナイトからの炭化物析出によるオーステナイト中の炭素濃度低下をもたらす結果としてベイナイト変態が引き続き進行し、オーステナイトの残留が期待されない。これを避けるためにベイナイト変態処理温度での最高保持時間を20分以内と限定する。

【0041】

【実施例】表1に示す各鋼種に対し、熱間圧延により3.0mm厚とした後、冷却、巻取り(100~780℃の範囲、表2でB<sub>s</sub>はベイナイト変態温度であり、巻取温度C<sub>T</sub>がB<sub>s</sub>以下の場合にはC<sub>T</sub>に $\underline{\hspace{0.5cm}}$ をつけた。)した熱間圧延鋼板を冷延により1.0mm厚とした後焼鈍が施され、機械的性質調査、残留オーステナイトの定量が行われた。

【0042】焼鈍条件は図1に示す熱サイクルで行い、焼鈍温度(T<sub>s</sub>/℃)での保持時間は90秒である。焼鈍後鋼板は5.50℃/秒でT<sub>1</sub>℃まで冷却され、引き続き5または100℃/秒の冷却速度でT<sub>2</sub>℃まで冷却され、その温度で所定の時間等温保持された後室温まで冷却された。

【0043】焼鈍により得られた鋼板の機械的性質と焼鈍条件を表2に示した。また同表中V<sub>g</sub>%は鋼板中の残留オーステナイト体積百分率を表す。同表より、本発明の条件を満たす鋼板は大きな破断伸びを有し、加工性の

一つの指標であるTS ( $\text{kgf}/\text{mm}^2$ )  $\times$  EI (%) が2 \* 【0044】  
000以上の優れた加工性を有することがわかる。 \* 【表1】

表1-1		(wt%)											備考
Na	C	Si	Mn	Ni	Cu	Cr	Mo	Nb	Ti	Ac <sub>1</sub>	Ac <sub>3</sub>		
A	0.03	1.2	1.5							741	883	比較鋼	
B	0.60	1.2	1.0							742	776	比較鋼	
C	0.10	0.2	1.5							713	810	比較鋼	
D	0.12	0.5	0.3							734	853	比較鋼	
E	0.05	1.9	1.6							761	902	本発明鋼	*
F	0.08	1.8	1.6							758	885	本発明鋼	*
G	0.10	1.2	2.0							737	839	本発明鋼	*
H	0.10	1.2	1.5							742	854	本発明鋼	*
I	0.10	1.5	1.5							751	868	本発明鋼	*
J	0.12	1.5	0.8							758	883	本発明鋼	*
K	0.15	1.0	1.8							733	822	本発明鋼	*

(表中 〃 は本発明範囲外)

【0045】

【表2】

表1-2

表1-2

(wt%)

11												備考
№	C	Si	Mn	Ni	Cu	Cr	Mo	Nb	Ti	Ac <sub>1</sub>	Ac <sub>3</sub>	
L	0.20	1.2	1.5							741	828	本発明鋼
M	0.36	1.0	1.6							735	785	本発明鋼
N	0.20	1.2	1.3				0.2			744	840	本発明鋼
O	0.10	1.5	0.7	0.8						746	880	本発明鋼
P	0.10	1.5	0.5		1.0					761	878	本発明鋼
Q	0.10	0.4	1.5	0.5	0.8					710	795	本発明鋼
R	0.10	1.0	0.5			0.8				760	867	本発明鋼
S	0.10	1.0	0.5				0.6			747	888	本発明鋼
T	0.10	1.0	1.2					0.03		739	854	本発明鋼
U	0.10	1.0	1.2						0.03	739	854	本発明鋼

12



表2-1

No.	CT	Ts	S	T1	T2	t2秒	CR1 <sup>†</sup>	CR2 <sup>†</sup>	TS <sup>†</sup>	YP <sup>†</sup>	EQ%	TS x EQ	Vg%	備考
A	650	800	0.4	680	400	300	5	100	48.0	39.5	33.0	1584.0	1.5	x
B	650	755	0.4	680	400	300	5	100	84.6	69.0	22.0	1861.2	12.0	x
C	670	780	0.7	680	400	300	5	100	49.5	40.2	32.5	1608.8	0	x
D	650	780	0.4	680	400	300	5	100	55.0	46.3	28.3	1556.5	0	x
E	450	790	0.2	680	400	300	5	100	61.5	48.6	37.3	2294.0	5.6	O
F	450	770	0.1	680	400	300	5	100	62.5	47.2	36.3	2268.8	5.0	O
G	650	770	0.3	680	400	300	5	100	68.5	50.2	37.2	2548.2	8.2	O
H	650	810	0.6	680	380	300	5	100	59.3	43.0	39.0	2312.7	7.2	O
H	420	755	0.1	680	400	300	5	100	62.1	42.0	38.5	2390.9	6.8	O
H	650	900	1.4	780	400	300	5	100	65.3	50.8	28.9	1887.2	0.8	x
H	650	720	<0	600	400	300	5	100	58.6	44.1	30.0	1758.0	0.0	x

表中 本發明範圍外、\* : °C/秒、+ : kgf/cm<sup>2</sup>

備考 : Oは本發明、×は比較例、CT, Ts, T1, T2 : °C

40 【表4】

(8)

14

特開平5-59429

表2-2

No	CT	Ts	S	T1	T2	t2秒	CR1*	CR2*	TS†	YP†	EQ%	TS×EQ	Vg%	備考
H	650	800	0.5	680	400	300	<u>50</u>	100	65.2	50.1	29.4	1916.9	1.3	×
H	650	800	0.5	680	400	300	5	<u>1.5</u>	55.3	39.4	33.0	1824.9	1.0	×
H	780	800	0.5	680	400	<u>3000</u>	5	100	59.8	42.9	30.4	1817.9	0	×
I	680	800	0.4	680	420	300	5	100	62.1	44.8	40.4	2508.8	7.1	○
I	<u>450</u>	765	0.1	680	400	300	5	100	63.0	45.5	39.0	2457.0	7.3	○
I	<u>100</u>	765	0.1	680	400	300	5	100	64.3	48.2	38.6	2482.0	6.5	○
I	<u>450</u>	870	1.0	680	400	300	5	100	65.0	48.2	28.5	1852.5	2.0	×
I	650	810	0.5	<u>530</u>	350	300	5	100	58.2	43.7	31.0	1804.2	0.5	×
I	650	810	0.5	<u>750</u>	400	300	5	100	71.6	42.5	24.8	1775.7	13.0	×
I	650	810	0.5	680	<u>530</u>	300	5	100	65.7	48.8	26.3	1727.9	0.0	×
I	650	810	0.5	680	<u>250</u>	300	5	100	71.8	42.8	25.3	1816.5	2.1	×

表中 本發明範圍外、\* : °C/秒、+ : kgf/mm<sup>2</sup>

備考 : ○は本發明、×は比較例、CT, Ts, T1, T2 : °C

表2-3

№	CT	Ts	S	T1	T2	t2秒	CR1 <sup>†</sup>	CR2 <sup>‡</sup>	TS <sup>†</sup>	YP <sup>†</sup>	EQ%	TS×EQ	Vg%	備考
J	650	800	0.3	680	400	300	5	150	64.2	45.1	35.4	2272.7	8.4	○
K	650	795	0.7	680	400	300	5	100	86.4	63.2	32.9	2842.6	11.9	○
L	650	790	0.6	680	400	300	5	100	92.6	75.0	33.0	3055.8	15.8	○
M	670	770	0.7	680	400	300	5	100	115.5	82.3	30.5	3522.8	22.8	○
N	650	790	0.5	680	450	300	5	150	92.8	60.9	30.0	2784.0	15.2	○
O	650	820	0.6	660	400	300	5	100	60.0	43.0	37.6	2256.0	6.7	○
P	650	800	0.3	650	400	300	5	100	63.7	47.1	35.0	2229.5	5.9	○
Q	650	770	0.7	680	400	300	5	100	62.2	46.2	35.1	2183.2	6.4	○
R	650	800	0.4	660	400	300	5	100	60.8	42.1	35.4	2152.3	9.6	○
S	650	800	0.4	660	400	300	5	100	63.9	48.6	35.8	2287.6	4.6	○
T	380	760	0.2	660	430	300	5	100	63.7	53.8	35.0	2229.5	5.0	○
U	350	750	0.1	660	400	300	5	100	62.6	51.0	35.3	2209.8	6.1	○

表中 本発明範囲外、\*:℃/秒、+:kgf/mm<sup>2</sup>

備考:○は本発明、×は比較例、CT, Ts, T1, T2:℃

【0049】

【発明の効果】本発明を用いることによって50～120kgf/mm<sup>2</sup>の優れた延性を有する高強度鋼板の製造が可能となり、自動車の部品に適用することで自動車車体軽量化に大きく貢献することができる。

40

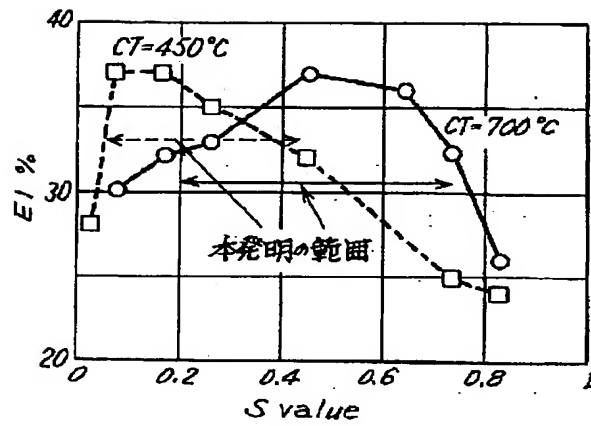
【図面の簡単な説明】

【図1】S値と伸びとの関係を示す図表である。

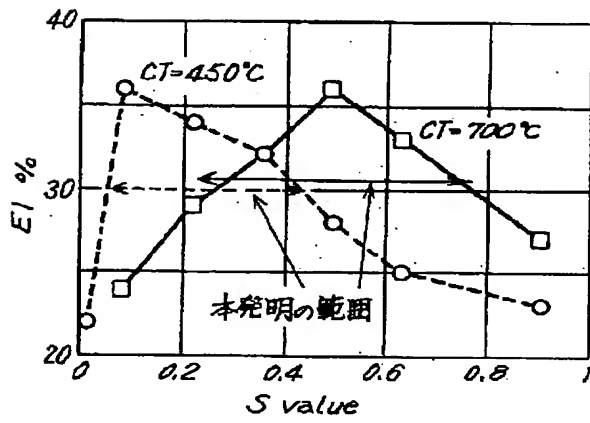
【図2】S値と伸びとの関係を示す図表である。

【図3】実施例に示した鋼板の焼鈍熱サイクルの図表である。

【図1】



【図2】



【図3】

